

**И. С. Зуйко**\*

Белгородский государственный национальный исследовательский университет,  
г. Белгород

\* [zuiiko.ivan@bsu.edu.ru](mailto:zuiiko.ivan@bsu.edu.ru)

Научный руководитель – д-р физ.-мат. наук *Р. О. Кайбышев*

## ВЛИЯНИЕ ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ТЕРМОУПРОЧНЯЕМОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al–Cu–Mg–Mn

В работе исследовано влияние термомеханической обработки, включающей обработку на твердый раствор, закалку, прокатку при комнатной температуре и последующее искусственное старение при  $T = 190^{\circ}\text{C}$ , на микроструктуру и механические свойства высокопрочного алюминиевого сплава AA2519 (Al–5,64Cu–0,33Mn–0,23Mg–0,11Ti–0,08Fe–0,08Zn–0,1V–0,2Zr (вес. %)). Применение холодной пластической деформации значительно ускоряет процесс распада пересыщенного твердого раствора. После 40 % обжатия и старения на максимальную прочность сплав демонстрирует  $\sigma_{0.2} = 496$  МПа и  $\sigma_B = 536$  МПа, при этом пластичность остаётся на приемлемом уровне ( $\delta \geq 10$  %).

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, термомеханическая обработка, старение, микроструктура, механические свойства.

**I. S. Zuiiko**

## EFFECT OF INTERMEDIATE DEFORMATION ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF WROUGHT AL–CU–MG–MN ALLOY

The effect of the thermomechanical treatments on the phase composition and mechanical properties of heat-treatable AA2519 aluminum alloy (Al–5.64Cu–0.33Mn–0.23Mg–0.11Ti–0.08Fe–0.08Zn–0.1V–0.2Zr) has been investigated. The heat treatment included solution heat treatment, cold rolling with reduction of 40 % and final artificial ageing at  $T = 190^{\circ}\text{C}$ . Processing of T840 is lead to significant acceleration of solid solution decomposition, qualitatively changes in phase composition and increasing in strength.

*Keywords:* aluminium alloy, thermomechanical treatment, ageing, microstructure, phase composition, mechanical properties.

### 1. Введение

В настоящее время перед ракетостроением стоит задача снижения массы носителя, что позволит увеличить вес полезного груза, следовательно, уменьшить стоимость вывода на орбиту каждого килограмма полезной нагрузки. Одним из основных материалов,

применяемых в конструкции ракетоносителей, является термоупрочняемые сплавы системы Al–Cu с различными легирующими добавками: Mn, Mg, Ag, Zr, Sc и Ti [1–3]. Известно, что такие сплавы применяют многие ведущие ракетостроительные фирмы мира [1, 3].

Одним из распространённых сплавов системы Al–Cu является сплав AA2219 (аналог российского 1201) [1, 3, 4]. В течение длительного времени из него производили баки для хранения водорода для американского многоразового транспортного космического корабля Спейс шаттла (Space Shuttle) [1]. Не так давно была разработана новая версия сплава – AA2519, в которой химический состав был изменен (введено 0,2вес. % Mg) с учетом последних достижений в технологии непрерывного литья, модифицирования литой структуры и фильтрации расплава. Совокупность вышеперечисленных факторов привела к тому, что сплав демонстрирует более высокие механические свойства как при комнатной, так и при криогенных температурах.

В качестве стандартной термомеханической обработки для сплава AA2519 применяется обработка T87 (закалка, холодная 7 % правка и последующее искусственное старение на максимальную прочность) [1, 4–6]. Для оценки потенциала повышения механических свойств данного сплава предлагается увеличить степень промежуточной пластической деформации, что в свою очередь потребует подбора оптимальных режимов последующего искусственного старения для достижения максимальных прочностных свойств. Цель настоящей работы – исследовать влияние термомеханической обработки, включающей большую пластическую деформацию методом прокатки с обжатием 40 %, на механические свойства и фазовый состав сплава AA2519 после старения на максимальную прочность.

## **2. Материал и методы исследования.**

Условия получения и гомогенизации сообщались ранее [4–6]. Гомогенизированную заготовку осадили при  $\sim 400\text{ }^{\circ}\text{C}$  вдоль наименьшей стороны до истинной степени деформации  $\varepsilon \sim 0,3$ , а затем подвергли горячей ( $T = 425^{\circ}\text{C}$ ) прокатке до истинной степени деформации  $\varepsilon \sim 1,3$ . Из центральной части полученного листа была вырезана пластина толщиной 5 мм. Пластину обработали на твердый раствор (выдержали при  $535\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение часа) и закалили в воду. Затем её прокатали на 40 % и изотермически отожгли (состарили) при  $T = 190\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течении получаса. Условия испытания на одноосное растяжение, твёрдости и пробоподготовка образцов для ПЭМ были представлены в предыдущих работах [4–6].

## **3. Результаты и обсуждение**

*Механические свойства.* Известно, что после термической обработки T6 (обработка на твёрдый раствор и старение при  $190\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) пик прочности приходится на 12 часов [4, 5]. С увеличением степени пластической

деформации наблюдается характерная тенденция увеличения максимальной величины твердости образцов, которая достигается при меньших временах выдержки (для нашего сплава после 0.5 часа), что может быть обусловлено ускорением процесса распада пересыщенного твердого раствора после пластической деформации.

Таблица 1

Механические свойства АА2519 после термической  
и термомеханической обработок

Режим	Время старения, ч	Твёрдость, HV <sub>0.2</sub>	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{0.2}/\sigma_B$
T6	12	148,5 ± 2,0	292,3 ± 0,5	408,8 ± 1,7	16,3 ± 1,3	0,715
T840	0,5	177,0 ± 1,2	496 ± 3,0	536 ± 4	9,8 ± 0.2	0,925

Известно, что механические свойства на растяжение коррелируют с изменениями микротвердости сплава. Эти величины представлены в Таблице 1. С увеличением времени старения происходит повышение  $\sigma_{0.2}$  и  $\sigma_B$ , однако наблюдается снижение пластичности. Необходимо отметить что отношение  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$  значительно выше после T8, что может свидетельствовать о деформационном упрочнении, а так же более эффективных, в торможении движущихся дислокаций, выделениях вторых фаз [7, 8].

*Морфология и фазовый состав дисперсных частиц.* Типичная микроструктура АА2519 после исследуемой термомеханической обработки представлена на Рисунке 1. По анализу снимков ПЭМ и картин дифракции в оси зоны  $[011]_\alpha$  установлено, что наблюдается выделение мелкодисперсных пластин вдоль плоскостей  $\{001\}_\alpha$  и  $\{111\}_\alpha$ , которые, согласно современным представлениям о последовательности выделения фаз [9], их кристаллографической структуры и морфологии, были идентифицированы как  $\theta'$ - и  $\Omega$ -фазы [4, 8], соответственно. Необходимо отметить, что после обработки типа T6 фазовый представлен преимущественно пластинами  $\theta''$  и небольшим количеством  $\theta'$ , выделяющимися на дислокациях [1, 4].

Качественный и количественный анализ параметров частиц, выполненный на участках фольги, имеющих аналогичный масштаб и близкие значения толщин фольги, свидетельствует о том, что в состояниях T8 с увеличением степени деформации наблюдается уменьшение длины и увеличение толщины пластин  $\Omega$ -фазы. Сравнение обработок T6 и T8 показывает, что промежуточная прокатка увеличивает численную

плотность частиц  $\Omega$ -фазы более чем в 10 раз в зависимости от режимов последующего старения. Доля частиц  $\Omega$ -фазы может достигать почти 50 % от общего количества частиц упрочняющих фаз.

Как вывод можно заключить, что обработки типа Т8, включающие промежуточную пластическую деформацию, является эффективным способом влияния на микроструктуру, фазовый состав, морфологию частиц и, как следствие, на механические свойства сплава АА2519. Пластическая деформация при обработках типа Т8 в процессе старения приводит к повышению плотности дислокаций, инициирует равномерное выделение главных упрочняющих фаз –  $\theta'$  и  $\Omega$ .

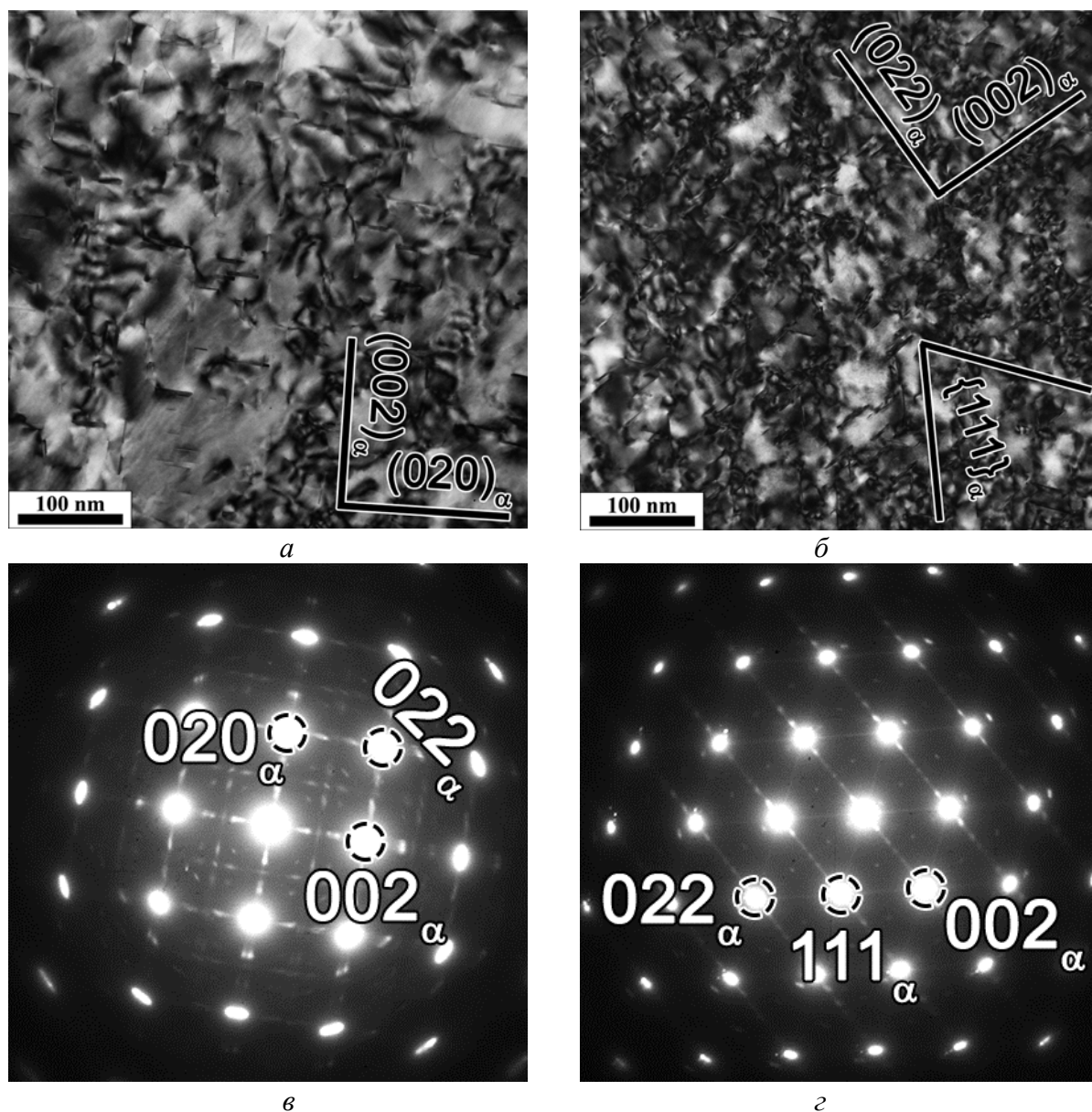


Рис. 1. ПЭМ-снимки (а, б) и электронограммы (в, г) сплава АА2519 после обработки Т840, включающей старение на максимальную прочность. Схемы картин дифракции представлены в работе [8]

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки России, Соглашение № 14.584.21.0023 (Уникальный идентификатор проекта RFMEFI58417X0023).*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Polmear I. J. Light Alloys. From traditional alloys to nanocrystals / I. J. Polmear. Butterworth-Heinemann, Elsevier, UK. 2006. 421 p.
2. Колачев Б. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. / Б. А. Колачев, В. И. Елагин, В. А. Ливанов. Москва : МИСиС, 2005. 432 с.
3. Фридляндер И. Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов / И. Н. Фридляндер. Москва : Наука, 2013. 291 с.
4. Зуйко И. С. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру, фазовый состав и механические свойства алюминиевого сплава АА2519 / И. С. Зуйко, М. Р. Газизов, Р. О. Кайбышев // ФММ. 2016. Т. 117. № 9. С. 938–951.
5. Кайбышев Р. О. Влияние термомеханической обработки на микроструктуру и механические свойства термоупрочняемого сплава системы Al–Cu–Mg–Mn / Р. О. Кайбышев, И. С. Зуйко, М. Р. Газизов, // ТЛС. 2015. № 2. С. 63–75.
6. Zuiko I. Deformation structures and strengthening mechanisms in an Al-Cu alloy subjected to extensive cold rolling / I. Zuiko, R. Kaibyshev // MSE A. 2017. V. 702. P. 53–64.
7. Бер Л. Б. О стадиях старения алюминиевых сплавов // ТЛС. 2013. № 4. С. 66–76.
8. Бер Л. Б. Фазовый состав и механические свойства деформируемых алюминиевых сплавов системы Al–Cu–Mg–Ag–Xi / Л. Б. Бер, В. В. Телешов, О. Г. Уколова // МиТОМ. 2008. № 5. С. 70–86.
9. Wang S. C. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys / S. C. Wang, M. J. Starink // International Materials Reviews. 2005. V. 50. P. 193–215.